

EUROPEAN PATENT OFFICE

PUBLICATION NUMBER : 11293383
PUBLICATION DATE : 26-10-99

APPLICATION DATE : 09-04-98
APPLICATION NUMBER : 10112859

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : HOSHINO MANABU;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 8/02 C22C 38/14 C22C 38/58

TITLE : THICK STEEL PLATE MINIMAL IN HYDROGEN INDUCED DEFECT, AND ITS
PRODUCTION

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To prevent hydrogen induced defects liable to occur in an extra thick steel plate after rolling or after accelerated cooling and hardening treatment with respect to the extra thick steel plate.

SOLUTION: This steel plate is a thick steel plate in which the proportion of the elements (excluding O) constituting oxides satisfies $(Ti+Mg) \geq 60$ atomic % and the oxides having 0.05 to 5.0 μm grain size are contained by 10 to 500 pieces per mm^2 . This thick steel plate has a composition consisting of, by weight, 0.04-0.2% C, 0.02-0.5% Si, 0.6-2% Mn, ≤ 0.02 P, ≤ 0.02 S, 0.05-0.025% Ti, 0.0002-0.005% Mg, ≤ 0.01 Al, 0.001-0.006% N, 0.005-0.008% O, and the balance Fe with inevitable impurities. Further, Cu, Ni, Cr, Mo, Nb, V, B Ca, and REM can be incorporated into the composition, if necessary.

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平11-293383

(43)公開日 平成11年(1999)10月26日

(51)Int.Cl.⁶
C 22 C 38/00
C 21 D 8/02
C 22 C 38/14
38/58

識別記号
3 0 1
C 22 C 38/00
C 21 D 8/02
C 22 C 38/14
38/58

審査請求 未請求 請求項の数10 F D (全 8 頁)

(21)出願番号 特願平10-112859

(22)出願日 平成10年(1998)4月9日

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 粟飯原 周二

東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社

名古屋製鐵所内

(72)発明者 星野 学

東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社

名古屋製鐵所内

(74)代理人 弁理士 田中 久商

(54)【発明の名称】 水素性欠陥の少ない厚鋼板およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】 本発明は、極厚鋼板において、圧延後あるいは加速冷却、焼入れ処理後に鋼板中に発生しやすい水素性欠陥を防止する。

【解決手段】 酸化物を構成する元素(ただしOを除く)の割合が原子%で、 $(Ti + Mg) \geq 6.0\%$ を満足し、粒子径が $0.05 \sim 5.0 \mu m$ の酸化物を 1 平方m m あたり $10 \sim 500$ 個含有する厚鋼板であり、重量%で、 $0.04 \leq C \leq 0.2$ 、 $0.02 \leq Si \leq 0.5$ 、 $0.6 \leq Mn \leq 2$ 、 $P \leq 0.02$ 、 $S \leq 0.02$ 、 $0.005 \leq Ti \leq 0.025$ 、 $0.0002 \leq Mg \leq 0.005$ 、 $A1 \leq 0.01$ 、 $0.001 \leq N \leq 0.006$ 、 $0.0005 \leq O \leq 0.008$ を含有し、残部Feおよび不可避的不純物よりなる厚鋼板。さらに必要に応じて、成分中にCu、Ni、Cr、Mo、Nb、V、B、Ca、REMを含有させることができる。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 酸化物を構成する元素(ただしOを除く)の割合が原子%で、
 $(Ti + Mg) \geq 6.0\%$
 を満足し、粒子径が0.05~5.0 μm の酸化物を1平方mmあたり10~500個含有する鋼であることを特徴とする水素性欠陥の少ない厚鋼板。

【請求項2】 重量%で、

0.04 $\leq C \leq 0.2$ 、
 0.02 $\leq Si \leq 0.5$ 、
 0.6 $\leq Mn \leq 2$ 、
 P ≤ 0.02 、
 S ≤ 0.02 、
 $0.005 \leq Ti \leq 0.025$ 、
 $0.0002 \leq Mg \leq 0.005$ 、
 $A1 \leq 0.01$ 、
 $0.001 \leq N \leq 0.006$ 、
 $0.0005 \leq O \leq 0.008$

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物よりなる鋼であることを特徴とする請求項1に記載の水素性欠陥の少ない厚鋼板。

【請求項3】 鋼に、更に母材強度上昇元素群を、重量%で、

0.05 $\leq Cu \leq 1.5$ 、
 0.05 $\leq Ni \leq 2$ 、
 0.02 $\leq Cr \leq 1$ 、
 0.02 $\leq Mo \leq 1$ 、
 $0.005 \leq Nb \leq 0.05$ 、
 $0.005 \leq V \leq 0.1$ 、
 $0.0004 \leq B \leq 0.004$

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項2に記載の水素性欠陥の少ない厚鋼板。

【請求項4】 鋼に、更に、重量%で、

0.0005 $\leq Ca \leq 0.003$ 、
 $0.0005 \leq REM \leq 0.003$

の1種または2種を含有することを特徴とする請求項2または3に記載の水素性欠陥の少ない厚鋼板。

【請求項5】 請求項2ないし4のいずれかに記載の組成からなる鉄片を連続鋳造により製造し、Ar₁変態点以下まで冷却後、Ac₃変態点以上且つ1350°C以下に加熱し、700°C以上で圧下比が1.5以上となる熱間圧延を行った後、大気中放冷により常温まで冷却することを特徴とする水素性欠陥の少ない厚鋼板の製造方法。

【請求項6】 請求項2ないし4のいずれかに記載の組成からなる鉄片を連続鋳造により製造し、Ar₁変態点以下まで冷却後、Ac₃変態点以上且つ1350°C以下に加熱し、700°C以上で圧下比が1.5以上となる熱間圧延を行った後、変態終了温度以下まで冷却し、さらに、Ac₁変態点以上且つ1000°C以下に再加熱後冷

却することを特徴とする水素性欠陥の少ない厚鋼板の製造方法。

【請求項7】 請求項2ないし4のいずれかに記載の組成からなる鉄片を連続鋳造により製造し、Ar₁変態点以下まで冷却後、Ac₃変態点以上且つ1350°C以下に加熱し、700°C以上で圧下比が1.5以上となる熱間圧延を行った後、変態終了温度以下まで冷却し、さらに、Ac₁変態点以上且つ1000°C以下に再加熱後焼入れ処理を行って変態終了温度以下に冷却した後、500°C以上かつAc₁変態点以下に焼き戻すことを特徴とする水素性欠陥の少ない厚鋼板の製造方法。

【請求項8】 請求項2ないし4のいずれかに記載の組成からなる鉄片を連続鋳造により製造し、Ar₁変態点以下まで冷却後、Ac₃変態点以上且つ1350°C以下に加熱し、700°C以上で圧下比が1.5以上となる熱間圧延を行った後、直接焼入れまたは加速冷却により800~500°Cにおける平均冷却速度が2~100°C/秒で室温まで冷却し、さらに、500°C以上かつAc₁変態点以下に焼き戻すことを特徴とする水素性欠陥の少ない厚鋼板の製造方法。

【請求項9】 請求項2ないし4のいずれかに記載の組成からなる鉄片を連続鋳造により製造し、Ar₁変態点以下まで冷却後、Ac₃変態点以上且つ1350°C以下に加熱し、700°C以上で圧下比が1.5以上となる熱間圧延を行った後、加速冷却により800~500°Cにおける平均冷却速度が2~100°C/秒で冷却して700°C以下且つ500°C以上で冷却を停止し、室温まで放冷することを特徴とする水素性欠陥の少ない厚鋼板の製造方法。

【請求項10】 請求項2ないし4のいずれかに記載の組成からなる鉄片を連続鋳造により製造し、Ar₁変態点以下まで冷却後、Ac₃変態点以上且つ1350°C以下に加熱し、700°C以上で圧下比が1.5以上となる熱間圧延を行った後、直接焼入れまたは加速冷却により800~500°Cにおける平均冷却速度が2~100°C/秒で室温まで冷却し、Ac₁変態点以上Ac₃変態点以下に再加熱後焼き入れにより室温まで冷却し、さらに、500°C以上かつAc₁変態点以下に焼き戻すことを特徴とする水素性欠陥の少ない厚鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、極厚鋼板あるいは高張力鋼板において、圧延後あるいは加速冷却、焼入れ処理後に鋼板中に発生しやすい水素性欠陥を防止する技術に関するものである。

【0002】

【従来の技術】厚鋼板における水素性欠陥の防止に関する技術は従来から多くの検討がある。例えば、「鉄と鋼」第62年(1976)第13号1708~1719頁、同第64年(1978)第9号1343~1352頁。

頁に、鋼中水素の挙動と水素性欠陥について詳しい研究の結果が報告されている。水素性欠陥は、鋼中に存在する水素がミクロ偏析部に集積して拡散性水素濃度が局所的に高くなり、鋼板内部応力の作用により撓脆性破壊により生じるものである。あるいは、未圧着ザクあるいはMnSをはじめとする粗大な介在物に集積し、ガスとして高い圧力を生成して割れを発生させる場合もある。

【0003】上記文献などに記載されている従来技術における水素性欠陥防止法は、要約すると下記の4点に集約される。(1) 製鋼段階において溶鋼中の水素濃度を低下させる、(2) 鋳造時に生じる偏析を極力低減する、あるいは、均熱拡散処理により偏析を低減する、(3) 鋳片または圧延後の厚鋼板にフェライト域で水素拡散熱処理を施す、(4) 水素集積サイトとなる未圧着ザクをなくすために高圧下比または高形状比圧延を施す。

〔0004〕

【発明が解決しようとする課題】上記のように、従来技術により厚鋼板の水素性欠陥を防止するための手段が確立されているが、このうち、(1)では、溶鋼中の水素濃度を安定して低値に制御することは製鋼段階におけるコスト上昇を招き、工業的には限度がある。(2)では、連続鋳造において特殊な鋳造方法を採用することにより偏析を低減することは可能であるが、鋳造速度の低下を招くなど、生産性を阻害しやすい。さらに、偏析を低減するための均熱拡散処理はたとえば、1250℃以上で10時間以上の処理が必要であり、生産性阻害とコスト上昇をもたらす。(3)では、フェライト域で水素を拡散させる必要があり、例えば600℃以下の低温での熱処理となるために、水素拡散が遅く、必然的に長時間熱処理となるため、生産性を阻害しやすい。(4)では、特に高圧下比圧延が困難な極厚鋼板、あるいは高形状比圧延が困難な高張力鋼(例えば、引張り強さが780 MPa以上)においてはこのような圧延を実施することが困難であり、水素性欠陥を防止するためには、鋳片あるいは圧延後鋼板の脱水素熱処理が必須となる。

【0005】本発明は生産性低下やコスト上昇をもたらすことなく厚鋼板の水素性欠陥を防止することが可能な画期的なものである。

【0006】本発明の要旨は次のとおりである。

【0007】(1) 酸化物を構成する元素(ただしOを除く)の割合が原子%で、 $(Ti + Mg) \geq 60\%$ を満足し、粒子径が0.05~5.0 μm の酸化物を1平方mmあたり10~500個含有する鋼であることを特徴とする水素性欠陥の少ない厚鋼板。

【0008】(2) 重量%で、 $0.04 \leq C \leq 0.2$ 、 $0.02 \leq Si \leq 0.5$ 、 $0.6 \leq Mn \leq 2$ 、 $P \leq 0.02$ 、 $S \leq 0.02$ 、 $0.005 \leq Ti \leq 0.02$ 、 $0.0002 \leq Mg \leq 0.005$ 、 $Al \leq 0.0$ 、 $0.001 \leq N \leq 0.006$ 、 $0.0005 \leq O \leq 0.001$

0.008を含有し、残部Feおよび不可避的不純物よりなる鋼であることを特徴とする上記(1)に記載の水素性欠陥の少ない厚钢板。

【0009】(3) 鋼に、更に母材強度上昇元素群を、重量%で、 $0.05 \leq \text{Cu} \leq 1.5$ 、 $0.05 \leq \text{Ni} \leq 2$ 、 $0.02 \leq \text{Cr} \leq 1$ 、 $0.02 \leq \text{Mo} \leq 1$ 、 $0.005 \leq \text{Nb} \leq 0.05$ 、 $0.005 \leq \text{V} \leq 0.1$ 、 $0.0004 \leq \text{B} \leq 0.004$ の1種または2種以上を含有することを特徴とする上記(2)に記載の水素性欠陥の少ない厚鋼板。

【0010】(4) 鋼に、更に、重量%で、0.0005≤Ca≤0.003、0.0005≤REM≤0.003、を含有することを特徴とする上記(2)または(3)に記載の水素性欠陥の少ない厚鋼板。

【0011】(5) 上記(2)ないし(4)のいずれかに記載の組成からなる鉄片を連続鋳造により製造し、 A_{r1} 変態点以下まで冷却後、 A_{c3} 変態点以上且つ1350°C以下に加熱し、700°C以上で圧下比が1.5以上となる熱間圧延を行った後、大気中放冷により常温まで冷却することを特徴とする水素性欠陥の少ない厚鋼板の製造方法。

【0012】(6) 上記(2)ないし(4)のいずれかに記載の組成からなる鉄片を連続铸造により製造し、 A_{r_1} 変態点以下まで冷却後、 A_{C_3} 変態点以上且つ1350°C以下に加熱し、700°C以上で圧下比が1.5以上となる熱間圧延を行った後、変態終了温度以下まで冷却し、さらに、 A_{C_3} 変態点以上且つ1000°C以下に再加熱後冷却することを特徴とする水素性欠陥の少ない厚钢板の製造方法。

【0013】(7) 上記(2)ないし(4)のいずれかに記載の組成からなる鉄片を連続铸造により製造し、 A_{r1} 変態点以下まで冷却後、 A_{C3} 変態点以上且つ1350°C以下に加熱し、700°C以上で圧下比が1.5以上となる熱間圧延を行った後、変態終了温度以下まで冷却し、さらに、 A_{C1} 変態点以上且つ1000°C以下に再加熱後焼入れ処理を行って変態終了温度以下に冷却した後、500°C以上かつ A_{C1} 変態点以下に焼き戻すことを特徴とする水素性欠陥の少ない厚鋼板の製造方法。

【0014】(8) 上記(2)ないし(4)のいずれかに記載の組成からなる鉄片を連続鋳造により製造し、 A_{r_1} 変態点以下まで冷却後、 A_{c_3} 変態点以上且つ1350°C以下に加熱し、700°C以上で圧下比が1.5以上となる熱間圧延を行った後、直接焼入れまたは加速冷却により800～500°Cにおける平均冷却速度が2～100°C/秒で室温まで冷却し、さらに、500°C以上かつ A_{c_1} 変態点以下に焼き戻すことを特徴とする水素性欠陥の少ない厚鋼板の製造方法。

【0015】(9) 上記(2)ないし(4)のいずれかに記載の組成からなる鉄片を連続鋳造により製造し、 A_{1r} 変態点以下まで冷却後、 A_{C_3} 変態点以上且つ13

50°C以下に加熱し、700°C以上で圧下比が1.5以上となる熱間圧延を行った後、加速冷却により800～500°Cにおける平均冷却速度が2～100°C/秒で冷却して700°C以下且つ500°C以上で冷却を停止し、室温まで放冷することを特徴とする水素性欠陥の少ない厚鋼板の製造方法。

【0016】(10) 上記(2)ないし(4)のいずれかに記載の組成からなる鉄片を連続鋳造により製造し、Ar₁変態点以下まで冷却後、Ac₃変態点以上且つ1350°C以下に加熱し、700°C以上で圧下比が1.5以上となる熱間圧延を行った後、直接焼入れまたは加速冷却により800～500°Cにおける平均冷却速度が2～100°C/秒で室温まで冷却し、Ac₁変態点以上Ac₃変態点以下に再加熱後焼き入れにより室温まで冷却し、さらに、500°C以上かつAc₁変態点以下に焼き戻すことを特徴とする水素性欠陥の少ない厚鋼板の製造方法。

【0017】

【発明の実施の形態】本発明者らは、水素性欠陥発生に関する要因を再検討した結果、水素トラップサイトを微細に分散させてそこに水素をトラップさせれば、地鉄中の拡散性水素濃度を下げることにより脆性破壊を生じにくくできる、また、そこに集積した水素がガス状となって高い圧力を生じても微細であるために、水素性欠陥には成長しない、これら結果として水素性欠陥を防止できるものと考えた。

【0018】ここで、問題となるのは水素をトラップする能力を有する粒子を如何に微細に分散させるかということである。本発明者らは種々の酸化物について検討を行った結果、TiとMgを主体とする複合酸化物がこの目的に最も適したものであることを発見した。TiとMgを主成分とする酸化物は水素を酸化物内に効果的にトラップすることに加えて、酸化物と地鉄との界面に水素をガスとしてトラップする能力を有する。その機構の詳細は不明であるが、酸化物中の格子欠陥中に水素がトラップされる、酸化物を構成するTiあるいはMgが水素化物を生成する、あるいは、酸化物が触媒作用を有して拡散性水素をガス状水素に変換するものと推定している。これらの水素トラップ作用は炭窒化物、例えば、VC、VNによる水素トラップ作用よりも強力なものである。Ti・Mgを主体とする酸化物の代表的な結晶構造はTi₂O₃、TiO、TiO₂、MgO、MgTiO₅、MgTiO₃、Mg₂TiO₄、MgTi₂O₄、MgTi₂O₅などが考えられるが、本発明では結晶構造について特に限定するものではない。

【0019】このような水素トラップ能は酸化物の種類で大きく異なるものであり、TiとMgを主成分とする酸化物で顕著な効果を有する。酸化物を構成する元素のうち、Oを除いて考えると、TiとMgの量が多いほど水素トラップ能は高く、Oを除いた元素について、原子

%でTiとMgの合計で60%以上であれば、本発明の効果を発揮できる。残余を構成する元素は特に限定するものではないが、Mn、Al、Ca、REMなどを含有してもよい。

【0020】さらに、TiとMgを主成分とする酸化物(以下、Ti・Mg主体酸化物と記す)は溶鋼の脱酸工程において、溶鋼中に微細に晶出し、これが、凝固までの間、一部は凝集・合体・浮上するものの、多くが溶鋼中に微細のまま残留し、連続鋳造の鉄片中に微細に残留することができる。Ti・Mg主体酸化物といえども鋳型鋳造では凝固までの時間が長くなるので、微細分散は困難となる。

【0021】本発明では、上記組成を有する酸化物の粒子径を0.05～5.0μmに限定した。水素トラップの観点からは酸化物が微細に且つ多数存在したほうがよい。Ti・Mg主体酸化物を0.05μmより小さく分散させることは工業的には困難であるので、下限を0.05μmとした。5.0μmを超えると、酸化物にトラップされたガス状水素の圧力により地鉄に割れを生じ易くなり、かえって、水素性欠陥を多くする可能性が高くなる。さらに、粗大酸化物を起点として脆性破壊が発生しやすくなり、韌性を低下させる。従って、上限を5.0μmとした。

【0022】上記のTi・Mg主体酸化物は1平方mmあたり10個以上存在することが必要である。10個未満では水素トラップ総量が低下する。500個を超えると、鋼板の延性を低下させる可能性が高くなる。ここで、Ti・Mg主体酸化物の個数はEPMAまたはCMAを用いて計測する。鋼板研磨面の1mm²について電子ビーム径を0.5μm以下にしてTi、Mg、さらには酸化物となる可能性ある元素(Ca、Al、Mn、REMなど)、及びOの二次元マップを作成し、各酸化物組成を決定し、原子%で(Ti+Mg)が60%以上の酸化物について個数をカウントすればよい。

【0023】上記のTi・Mgを主体とする酸化物はフェライト生成核としての作用も有するので、凝固時におけるデルタフェライトを微細に晶出する作用を有し、その結果としてミクロ偏析を低減する効果も有する。その結果として、水素性欠陥の発生確率を低下させる。さらには、大入熱溶接熱影響部における粒内フェライト変態の核としても作用しやすく、HAZ韌性も向上させるので、溶接構造溶鋼として特に好ましい。

【0024】上記のようなTi・Mg主体酸化物を鋼中に生成させるためには、Ti、Mg、Al及びOを重量%で以下の範囲とすることが望ましい。

【0025】TiはTi・Mg主体酸化物を生成させるために必要な元素である。0.005%未満では酸化物個数が低下する。0.025%超では粗大酸化物が生成する上に、TiCも多量に生成して韌性を低下させる。従って、Ti量の範囲を0.005～0.025%とし

た。

【0026】MgはTi・Mg主体酸化物を生成させるために必要な元素である。0.0002%未満では酸化物個数が低下する。0.005%超では粗大酸化物を生成して韌性を低下させる。従って、Mg量の範囲を0.0002~0.005%とした。

【0027】AlはTiとMgより脱酸力が強いので、Ti・Mg主体酸化物を生成させるためには低いほうがよい。0.01%を超えるとTi・Mg主体酸化物が減少し、アルミナが増えるので、0.01%を上限とする。

【0028】Nは、TiNを形成し、 α 粒のピンニング効果を有するが、TiNとしては、0.001%以上が好ましい。Nが0.006%超では、粗大なAlNが形成する場合があり、表面性状や韌性や厚鋼板の加工（例えは曲げ加工等）において好ましくない。

【0029】OはTi・Mg主体酸化物を生成させるために必要な元素である。0.0005%未満では酸化物個数が低下する。0.008%超では粗大酸化物を生成して韌性を低下させる。従って、O量の範囲を0.0005~0.008%とした。

【0030】上記のように特定組成の酸化物が鋼中に分散していれば、水素性欠陥の防止に効果を発揮するが、如何にこのような酸化物を含有してある鋼でも鋼中の水素濃度が高いと水素性欠陥の防止は困難となる。かかる観点から鋼中水素濃度は3ppm以下とすることが望ましい。

【0031】本発明の対象は厚鋼板であり、鋼板としての強度及び母材・HAZ韌性を確保するために、以下のように成分元素の範囲を定めた。

【0032】Cは母材の強度を上昇できる元素である。0.04%未満では母材強度の確保が得られないで0.04%を下限値とした。逆にCを多く含有すると、脆性破壊の起点となるセメントタイトを増加させるため、母材・HAZの韌性を低下させる。0.2%を超えると韌性低下が顕著となるので、これを上限値とした。なお、母材・HAZ韌性をさらに向上させるためには、0.04~0.15%とすることが望ましい。

【0033】Siは母材強度上昇に有効な元素である。0.02%未満ではこの効果が得られないで下限値を0.02%とした。逆に、0.5%超含有すると、HAZ組織中に島状マルテンサイトが多量に生成し、さらに、フェライト地を硬化させるので、HAZ韌性を低下させる。従って、上限を0.5%とした。なお、HAZ韌性を向上させるためには0.3%以下とすることが望ましい。

【0034】Mnは母材の強度上昇に有効な元素である。0.6%未満ではこの効果が得られないで下限値を0.6%とした。逆に、2%超含有すると韌性低下が顕著となる。従って、上限値を2%とした。

【0035】Pは粒界脆化をもたらし、韌性に有害な元素であり、低いほうが望ましい。0.02%超含有すると韌性低下が顕著となるので、0.02%を上限とする。しかし、母材・HAZ韌性をさらに向上させるためには0.01%以下とすることが望ましい。

【0036】Sは伸長MnSを生成し、水素をトラップして水素性欠陥を生じ易くする。さらに、板厚方向の特性を低下させる。0.02%超のSを含有すると水素性欠陥防止が困難となるので、上限値を0.02%とした。しかし、欠陥を防止して母材・HAZ韌性をさらに向上させるためには0.01%以下とすることが望ましい。

【0037】さらに、母材強度上昇に効果のある選択元素の限定範囲を以下の理由で決定した。

【0038】Cuは母材強度上昇に有効な元素であり、特に、時効熱処理により微細Cu相を析出させることにより著しい強度上昇が得られる。0.05%未満では強度上昇が得られないで、0.05%を下限値とした。逆に、1.5%超含有すると母材やHAZの脆化が顕著となるので上限値を1.5%とした。しかし、母材及びHAZ韌性をさらに向上させるためには過度のCu析出による硬化を防ぐ必要があり、このために1%以下とすることが望ましい。

【0039】Niは焼入れ性を上昇させることにより母材強度上昇に効果を有し、さらに、韌性を向上させる。0.05%未満ではこれらの効果が得られないで下限値を0.05%とした。逆に、2%超含有すると焼入れ性が高くなりすぎてHAZ硬化組織を生成しやすくなり、HAZ韌性を低下させる。従って、上限値を2%とした。しかし、HAZの硬化性を抑えて溶接性とHAZ韌性をさらに向上させるためには1.5%以下とすることが望ましい。

【0040】Crは母材強度上昇に効果を有する。0.02%未満ではこの効果が得られないで下限値を0.02%とした。逆に、1%超含有するとHAZに硬化組織を生成するので、HAZ韌性を低下させる。従って、上限値を1%とした。しかし、HAZの硬化性を抑えて溶接性とHAZ韌性をさらに向上させるためには0.5%以下とすることが望ましい。

【0041】Moは母材強度上昇に効果を有する。0.02%未満ではこの効果が得られないで下限値を0.02%とした。逆に、1%超含有するとHAZに硬化組織を生成するため、HAZ韌性を低下させる。従って、上限値を1%とした。しかし、HAZの硬化性を抑えて溶接性とHAZ韌性をさらに向上させるためには0.5%以下とすることが望ましい。

【0042】Nbは母材の強度上昇および細粒化に有効な元素である。0.005%未満ではこれらの効果が得られないで下限値を0.005%とした。逆に、0.05%超含有すると母材・HAZにおけるNb炭化物

の析出が顕著となり、韌性低下が著しくなる。従って、上限値を0.05%とした。しかし、過度の炭窒化物析出を抑制し、韌性をさらに向上させるためには0.02%以下とすることが望ましい。

【0043】Vは母材の強度上昇および細粒化に有効な元素である。0.005%未満ではこれらの効果が得られないで下限値を0.005%とした。逆に、0.1%超含有すると母材・HAZにおける炭窒化物の析出が顕著となり、韌性低下が著しくなる。従って、上限値を0.1%とした。しかし、過度の炭窒化物析出を抑制し、韌性をさらに向上させるためには0.04%以下とすることが望ましい。

【0044】Bは制御冷却および焼入れ熱処理を施す場合に特に顕著な強度上昇の効果を発揮する。0.0004%未満の含有量では強度上昇効果が得られないので下限値を0.0004%とした。逆に、0.004%超含有すると粗大なB窒化物や炭ホウ化物を析出してこれが破壊の起点となるために、韌性を低下させる。従って、上限値を0.004%とした。しかし、過度の炭窒化物析出を抑制し、韌性をさらに向上させるためには0.02%以下とすることが望ましい。

【0045】Ca及びREMは、硫化物を生成することにより伸長MnSの生成を抑制し、鋼材の板厚方向の特性、特に耐ラメラテア一性を改善する。Ca、REMとともに0.0005%未満では、この効果が得られないで、下限値を0.0005%とした。逆に、0.003%超含有すると、Ca及びREMの酸化物が増加し、Ti・Mg主体酸化物の個数が減少する。従って、Ca及びREMの上限を0.003%とした。Ca及びREM含有量の合計をMg含有量よりも低くすることが望ましい。なお、粗大な酸化物生成を抑制するためにはCaとREMの含有量の合計を0.0015%以下とすることが望ましい。

【0046】厚鋼板の製造方法を以下の理由により限定了。

【0047】本発明では連続鋳造鋳片を脱水素熱処理あるいは均熱拡散処理の工程を経ずに加熱・圧延をすることができる。ただし、鋼板の寸法制約などから鋳片を熱間で圧延して圧延前の幅・厚みを変えて鋼片とすることは差し支えない。

【0048】請求項1は圧延まま鋼板の製造方法であり、圧延に先立って、鋳片をオーステナイト化する必要があるので、Ac₃変態点以上に加熱する必要がある。1350°C以上の加熱は経済性の観点から好ましくなく、また、オーステナイト粒が粗大化するので好ましくない。

【0049】熱間圧延における圧下比(鋼板板厚/鋳片厚み)は1.5以上とする。これより低い圧下比ではザクが未圧着のまま残存し、本発明の酸化物で水素をトラップしてもザクを起点として欠陥を生じ易くなる。ま

た、熱間圧延は700°C以上で終了する。これより低い温度での圧延ではザクの圧着が不十分となる。

【0050】請求項6は焼きならし鋼板の製造方法であり、圧延後再加熱により完全にオーステナイト化する必要があるので、再加熱温度をAc₃変態点以上とする。1000°Cを超えるとオーステナイト粒の粗大化が顕著となるので、上限を1000°Cとする。

【0051】請求項7は焼入れ焼戻し鋼板の製造方法であり、圧延後の冷却により一旦変態を終了させる。しかる後にAc₃変態点以上に再加熱後焼入れを行う。ただし、オーステナイト粒粗大化を抑制するために再加熱温度を1000°C以下とする。焼き戻しは500°C未満では効果が少なく、Ac₁超では逆変態が生じるので、500°C~Ac₁変態温度を焼き戻しの範囲とする。

【0052】請求項8は圧延後直接焼入れまたは加速冷却後焼き戻し処理を行う鋼板の製造方法である。冷却速度が2°C/秒未満では強度確保が困難である。厚鋼板で100°C/秒を超える冷却速度を得ることは工業的には困難であるので、冷却速度を2~100°C/秒とした。焼き戻し温度が500°C未満では回復再結晶が不十分であり、Ac₁変態点超では逆変態が生じるので焼き戻し温度を500°C~Ac₁変態点とした。

【0053】請求項9は加速冷却後途中で冷却を停止して自己焼き戻しにより製造する鋼板の製造方法である。冷却速度範囲は上記と同じ理由で限定した。冷却停止温度が700°C超では変態が充分に進行していないうちに冷却を停止することになり、強度確保が困難となる。500°C未満では鋼板の顯熱が不十分で自己焼き戻しができない。従って冷却停止温度を700°C以下、500°C以上とした。

【0054】請求項10は直接焼入れ後二相域に再加熱焼入れ、さらに焼き戻し処理により製造する鋼板の製造方法である。冷却速度は上記と同じ理由で限定した。二相域熱処理によりオーステナイト・フェライト二相域から焼入れる必要があるので、再加熱温度をAc₁~Ac₃変態点の範囲とした。焼き戻し温度範囲の限定理由は上記と同じである。

【0055】上記のとおり、Ti・Mg主体酸化物を微細分散していない鋼では水素性欠陥を防止するために圧延後あるいは焼入れ後などにフェライト域で脱水素熱処理を施すことが必要になる場合があるが、本発明鋼ではこのような熱処理は大幅に軽減できるが、省略可能である。

【0056】本発明は厚鋼板における水素性欠陥を防止するものであるが、同時に、板厚方向の引張り特性、特に、伸び・断面減少率の向上にも効果を発揮する。

【0057】

【実施例】以下に、本発明の実施例を示す。転炉により鋼を溶製し、連続鋳造により厚さが240mmの鋳片を製造した。表1に鋼材の化学成分を示す。

【0058】

【表1】

番号	分類	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	V	B	Al	N	Ti	Mg	C ₂	REH	0	
1	発明鋼	0.15	0.33	1.19	0.009	0.006	0	0	0	0	0	0	0.001	0.0042	0.010	0.0019	0	0	0.0025	
2	発明鋼	0.10	0.19	1.26	0.005	0.003	0.12	0.53	0.11	0.09	0.034	0	0.006	0.0033	0.012	0.0024	0	0	0.0131	
3	発明鋼	0.05	0.06	1.58	0.004	0.001	0.35	0.89	0	0	0.011	0	0	0.002	0.0035	0.014	0.0020	0.0011	0	0.0029
4	発明鋼	0.12	0.29	0.88	0.008	0.000	0.32	0.34	0.24	0.11	0	0.038	0.005	0.033	0.022	0.005	0.0015	0	0	0.0022
5	発明鋼	0.21	0.29	1.37	0.006	0.001	0.05	0.63	0.12	0.50	0	0	0	0.001	0.0045	0.016	0.0031	0	0	0.0005
6	発明鋼	0.12	0.25	0.89	0.004	0.003	0.35	1.12	0.45	0.45	0	0.042	0.012	0.001	0.0032	0.019	0.0009	0	0	0.0012
7	発明鋼	0.07	0.30	1.33	0.005	0.002	1.16	1.44	0.61	0.44	0	0.041	0	0.001	0.0019	0.013	0.0022	0	0	0.0025
8	発明鋼	0.11	0.26	0.90	0.002	0.001	0.24	2.22	0.66	0.52	0.012	0.045	0.012	0.002	0.0034	0.009	0.0018	0	0	0.0022
9	比較鋼	0.20	0.24	1.38	0.004	0.001	0.02	0.58	0.13	0.52	0	0	0	0.031	0.035	0	0	0	0	0.0112
10	比較鋼	0.11	0.26	0.32	0.005	0.002	0.33	1.03	0.42	0.43	0	0.039	0.001	0.039	0.029	0	0	0	0	0.0009
11	比較鋼	0.07	0.28	1.32	0.006	0.003	1.12	1.42	0.58	0.41	0	0.038	0	0.022	0.0036	0.009	0	0	0	0.0112
12	比較鋼	0.11	0.24	0.32	0.003	0.001	0.25	2.24	0.52	0.51	0.011	0.042	0.0011	0.041	0.025	0	0	0	0	0.0008

表2に鋼板の製造方法と板厚、母材の機械的性質を示す。表に示すとおり製造方法は、圧延まま、焼きならし、焼入れ焼き戻し、制御圧延後加速冷却、圧延後直接焼入れ焼き戻し、圧延後直接焼入れ二相域熱処理焼き戻し、とした。

【0059】

【表2】

番号	分類	製造法 (請求項番号)	製造条件					板厚 (mm)	引張特性*	伸び (%)	JIS-C-衝撃値 0°C*	
			加熱温度 (°C)	圧下比	圧延終了温度 (°C)	冷却速度 (°C/秒)	冷却条件					
1	発明鋼	5	1150	1.6	870	1.5	放冷	-	150	330	493	27
2	発明鋼	8	1150	2.4	800	1.5	焼入れ	-	550	100	472	603
3	発明鋼	9	1050	3.2	780	1.0	-	510	75	355	501	28
4	発明鋼	7	1100	4.8	860	1.5	放冷	910°C焼入れ	560	50	521	681
5	発明鋼	6	1150	2.0	870	1.5	放冷	900°C放冷	-	120	475	603
6	発明鋼	7	1150	3.0	840	1.5	放冷	900°C焼入れ	500	80	738	823
7	発明鋼	10	1100	2.4	830	1.5	焼入れ	780°C焼入れ	530	100	653	845
8	発明鋼	8	1150	3.2	820	1.5	焼入れ	-	500	75	919	1053
9	比較鋼	6	1150	2.0	870	1.5	放冷	900°C放冷	-	120	470	601
10	比較鋼	7	1150	3.0	850	1.5	放冷	900°C焼入れ	500	80	730	812
11	比較鋼	10	1100	2.4	840	1.5	焼入れ	780°C焼入れ	530	100	658	844
12	比較鋼	8	1150	3.2	830	1.5	焼入れ	-	500	75	922	1055

*1/4t-L方向

表3に、CMAで測定した酸化物の組成（10個の測定値の平均値）及び、請求項1を満足する酸化物の個数を示す。請求項2～4に一致する成分の鋼1～8では、酸化物の組成は原子%で（Ti+Mg） \geq 60%であり、請求項1を満足する。また、個数も1平方mmあたり10個以上である。

【0060】鋼板の水素性欠陥の有無を超音波探傷試験（JIS G 0801による）により測定した。発明鋼1～8では欠陥なし、あるいは、欠陥が存在しても軽微な欠陥である。これに対して比較鋼では拡散性水素を

吸蔵する酸化物が存在しないために、サイズの大きい欠陥が生じている。これら鋼では従来技術で示した方法、主に、圧延後脱水素処理を施すことにより水素性欠陥の発生を防止する必要がある。本発明鋼ではこのような脱

水素処理を施す必要がなく、工程省略上のメリットが大きい。

【0061】

【表3】

番号	分類	酸化物(0.05~5.0μm)(CMA)			鋼板超音波深傷結果 欠陥分類*3	
		組成(原子%)*1		個数*2 (個/mm ²)		
		Ti	Mg			
1	発明鋼	34	44	Al: 22	54	○欠陥
2	発明鋼	23	67	Al: 10	66	なし
3	発明鋼	44	32	Al: 13, Ca: 11	43	なし
4	発明鋼	32	39	Al: 29	38	なし
5	発明鋼	22	58	Al: 12, RE: 8	53	○欠陥
6	発明鋼	67	29	Al: 4	26	なし
7	発明鋼	26	58	Al: 16	47	○欠陥
8	発明鋼	23	53	Al: 24	37	○欠陥
9	比較鋼	0	0	Al: 100	3	×欠陥
10	比較鋼	0	0	Al: 100	2	×欠陥
11	比較鋼	0	0	Al: 100	9	×欠陥
12	比較鋼	0	0	Al: 100	3	×欠陥

*1:10個の測定値の平均値

*2:請求項1の組成範囲を満足する酸化物の個数

*3:JIS G 0801(1993)表9による。

深傷感度 STB-G V15-4:50%

垂直探触子 周波数 2kHz,

有効直径 30mm

【0062】

【発明の効果】以上説明したとおり、本発明鋼では鉄片中に不可避的に存在するする水素を微細に分散した Ti-Mg 主体酸化物で吸蔵し、地鉄の拡散性水素濃度を低

下させることにより、脱水素熱処理などを施さなくても鋼板の水素性欠陥の発生を防止することができ、工業上極めて効果が大きい。